第 51 卷 第 10 期
2015 年 10 月 第1253-1260页
金属学报
ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.10
Oct. 2015 pp.1253-1260

DD9单晶高温合金拉伸性能各向异性*

王效光 李嘉荣 喻 健 刘世忠 史振学 岳晓岱
(北京航空材料研究院先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095)

摘 要 采用OM, SEM和TEM研究了[001], [011]和[111]取向第三代单晶高温合金DD9组织, 在拉伸试验机上测试了3种取向760和1100 ℃下的拉伸性能. 结果表明, 在垂直于晶体生长方向的截面上, [001], [011]和[111]取向DD9合金铸态枝晶形貌、热处理态γ'相形状不同; 随着温度的升高, 合金的抗拉强度与屈服强度降低, 各向异性减弱; 除1100 ℃下[001]取向屈服强度略低于[011]取向, [001]取向DD9合金抗拉强度与屈服强度分别高于[011]和[111]取向合金; [001], [011]和[111]取向DD9合金760 ℃下拉伸断口呈类解理特征, 1100 ℃下断口为韧窝断裂特征; 760 ℃下DD9拉伸试样在基体通道内含有浓密的位错, [001]取向在γ'相内出现了层错, 1100 ℃下[001]与[111]取向在基体通道内和γ'相内累积了大量浓密的位错网, [011]取向出现了大量的形变孪晶带.

关键词 单晶高温合金DD9, 拉伸性能, 各向异性, 断口, 位错
中图法分类号 TG132.32 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)10-1253-08

TENSILE ANISOTROPY OF SINGLE CRYSTAL SUPERALLOY DD9

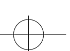
WANG Xiaoguang, LI Jiarong, YU Jian, LIU Shizhong, SHI Zhenxue, YUE Xiaodai
Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095
Correspondent: LI Jiarong, professor, Tel: (010)62497202, E-mail: jiarong.1i@biam.ac.cn
Manuscript received 2015-07-10, in revised form 2015-08-23

ABSTRACT The Ni-based single crystal superalloys are widely used in key hot section parts of advanced aero engine due to the superior high temperature mechanical properties. Multi-axial stresses resulting from complex temperature and stress state happen frequently in blades during service, thus the mechanical properties of three orientations need to be studied. However, most of these works are conducted in the first and second single crystal superalloys and there is rare report concerning the third single superalloys. Therefore, in this work the microstructures and tensile properties of the third generation single crystal superalloy DD9 with [001], [011] and [111] orientations were investigated by OM, SEM, TEM and tensile testing machine at 760 and 1100 ℃. The results show that as-cast dendritic structures and heat treated γ' of DD9 alloy with three orientations are different on the section perpendicular to the crystal growth direction. With rising of temperature, the ultimate tensile strength and yield strength decrease and tensile anisotropy drops obviously. The ultimate tensile strength and yield strength of DD9 alloy with [001] orientation are higher than those with [011] and [111] orientation except that the yield strength with [001] orientation is slightly lower than that with [011] orientation. With temperature increasing, the fracture characteristic transforms from quasi-cleavage at 760 ℃ to dimple at 1100 ℃. At 760 ℃, very high density dislocations appear in the matrix channels with [001], [011] and [111] orientations, but some stacking faults are present only in γ' particles with [001] orientation. At 1100 ℃, the high density dislocation networks resulted in the matrix channels and particles of the alloy with [001] and [111] orientations, while a large number of deformation twins are found in samples with [011] orientation.

KEY WORDS single crystal superalloy DD9, tensile property, anisotropy, fracture surface, dislocation

随着航空发动机推重比的提高, 对高温合金的承温能力提出了更高的要求, 单晶高温合金具有优异的高温综合性能, 使其成为先进航空发动机涡轮叶片的候选材料[1]. 自20世纪80年代以来, 单晶高温合金涡轮叶片逐渐获得广泛的应用, 显著推动了航空发动机技术的进步[2-6]. 在单晶高温合金涡轮转子叶片的服役中, 榫头部分受温度、应力等复杂因

*收到初稿日期: 2015-07-10, 收到修改稿日期: 2015-08-23
作者简介: 王效光, 男, 蒙古族, 1978年生, 工程师
DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00369



素的影响, 会产生多轴向应力和各个方向的热应力, 容易出现故障. 虽然涡轮转子叶片的主应力方向平行于单晶高温合金的[001]取向, 应主要考虑与研究[001]取向单晶高温合金的力学性能, 但由于单晶高温合金具有fcc晶体结构, 消除了晶界, 在宏观上具有各向异性, 因此除主要研究[001]取向合金性能外, 还应研究[011]和[111]取向单晶高温合金的力学性能[7~13]. Shah和Duhl[7]研究表明, PWA1480合金在593 ℃时[001]取向拉伸性能高于[011]取向性能. Dalal等[8]研究了晶体取向对单晶高温合金物理和力学性能的影响, 指出室温下具有拉伸各向异性, 其中[111]取向抗拉强度和屈服强度最大, [011]取向塑性最好, 982与1093 ℃无拉伸各向异性. 刘金来等[9]研究了一种镍基单晶高温合金高温持久性能的各向异性, 结果表明, [001]取向塑性最好, [111]取向寿命最长, [011]取向性能较低, 并指出造成性能各向异性与滑移系开动的多少与方式有关. MacKay和Maier[10]研究表明, MAR-M247和MAR-M200单晶合金在774 ℃时持久寿命按[111], [001]和[011]次序降低. 对DD6单晶高温合金拉伸各向异性研究[11]表明, DD6单晶高温合金存在拉伸各向异性, 850 ℃以上[001]取向DD6单晶高温合金的抗拉强度与屈服强度分别高于[011]和[111]取向合金的强度. 上述研究表明, 第一代与第二代单晶高温合金存在拉伸与持久性能各向异性.

DD9合金是我国自主研制的第三代单晶高温合金, 其Re含量低于国外第三代单晶高温合金, 它具有高温强度高、综合性能优良、组织稳定及铸造工艺性能好等优点, 其性能与国外第三代单晶高温合金CMSX-10, René N6和TMS-75的水平相当[12]. 本工作在对[001]取向DD9单晶高温合金拉伸性能研究的基础上, 进行了[011]和[111]取向DD9单晶高温合金拉伸性能研究, 揭示了DD9合金拉伸各向异性机制, 为发动机设计师提供设计依据.

1 实验方法

采用纯净的原材料真空熔炼DD9母合金, 其成分(质量分数, %)为: Cr 1.5~5.0, Co 5.5~9.5, Mo 0.5~3.0, W 6.0~8.5, Al 5.2~6.2, Ta 5.5~9.0, Re 3.5~5.0, Hf 0~0.5, Nb 0~1.5, C 0~0.04, Ni余量. 在真空定向凝固炉上重熔合金、浇注并定向凝固单晶试棒. 采用籽晶法制备[001], [011]和[111] 3种取向的DD9合金单晶试棒, 选用[001], [011]和[111]的生长方向与主应力轴偏离小于10°的试棒, 然后将单晶试棒进行标准热处理. 沿垂直于定向凝固方向切取铸态与热处理态单晶试样, 制备金相试样, 采用光学显微镜与S-4800型场发射扫描电镜(SEM)观察试样枝晶组织与γ'相, 应用SEM观察热处理后的γ'相和拉伸断口, 采用JEM-2000FX型透射电镜(TEM)观察拉伸试样的位错形貌. 将热处理后的单晶试棒机械加工成拉伸性能试样, 在Instron2300型电子拉伸试验机上分别测试[001], [011]和[111]取向单晶试样的拉伸性能, 研究DD9合金拉伸性能各向异性.

2 实验结果

2.1 [001], [011]和[111]取向DD9合金显微组织

图1为[001], [011]和[111]取向DD9合金在试样横截面的铸态枝晶组织. 从图1a可以看出, 在垂直于晶体生长方向的截面上, [001]取向DD9合金铸态组织形貌呈树枝晶状, 树枝晶组织排列规整, 一次枝晶轴沿[001]方向生长, 二次枝晶分别沿[100]和[010]方向生长, 在横向截面呈现整齐的十字花形. 沿[011]取向凝固的DD9合金在垂直于晶体生长方向截面上的枝晶形貌如图1b所示, 枝晶花样倾向于沿直线排列, 枝晶列之间相互平行, 2个枝晶臂长度不同. 图1c为沿[111]取向凝固的DD9合金在垂直于生长方向截面上的枝晶形貌, 枝晶花样不规则, 二次枝晶不对称, 形成一定角度, 2个枝晶臂之间的夹角约为60°, 枝晶之间二次枝晶臂相互平行.

图2为[001], [011]和[111]取向DD9合金与生长方向垂直截面的热处理态组织. 从图中可以看出[001]取向γ'相为正方形, [011]取向γ'相为矩形, [111]取向γ'相为多边形.

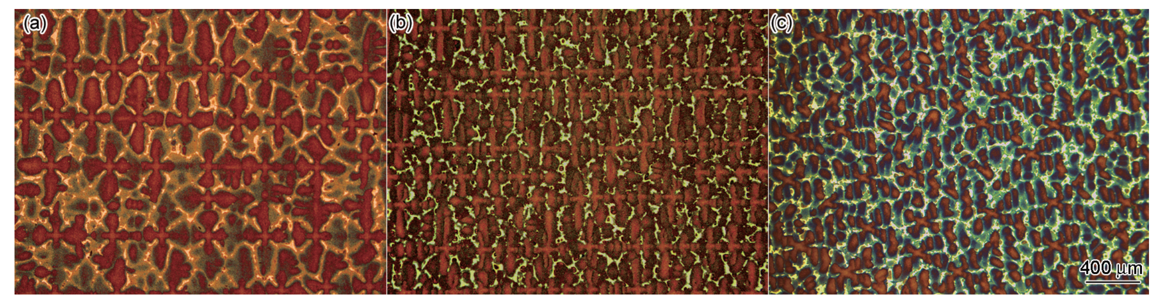


图1 [001], [011]和[111]取向DD9合金铸态枝晶组织

Fig.1 Dendrite structures of as-cast DD9 alloy with [001] (a), [011] (b) and [111] (c) orientations

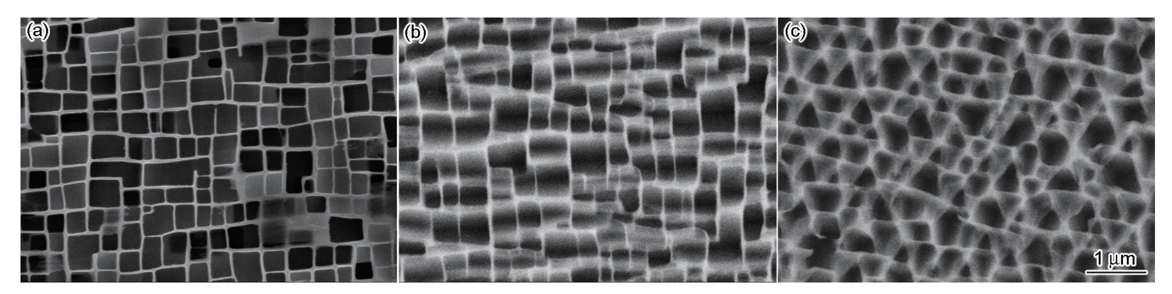


图 2　[001], [011]和[111]取向 DD9 合金热处理态组织

Fig.2　Microstructures of heat treated DD9 alloy with [001] (a), [011] (b) and [111] (c) orientations

2.2　[001], [011]和[111]取向 DD9 合金拉伸性能

DD9 合金 [001], [011] 和 [111] 取向 760 和 1100 ℃下的应力-应变曲线如图 3 所示. 760 ℃下, [001]取向合金屈服后应力增加较快直至断裂; [111]取向屈服后, 随着拉伸变形进行, 流变应力逐渐增高, 当达到抗拉强度点后, 应力缓慢下降直至断裂; 而[011]取向屈服后, 在曲线上出现了一个锯齿阶段, 之后达到最高点后应力下降较快, [011]取向应力-应变曲线的特性与拉伸时只开动单滑移系有关, 在 René N4 合金中也有类似的现象[13]. 随着温度升高, 1100 ℃拉伸时, 应力水平下降, [111]取向塑性最大, 达到最高点后[001]取向呈平缓下降趋势, 与 760 ℃的规律相同, [011]取向的应力下降最快.

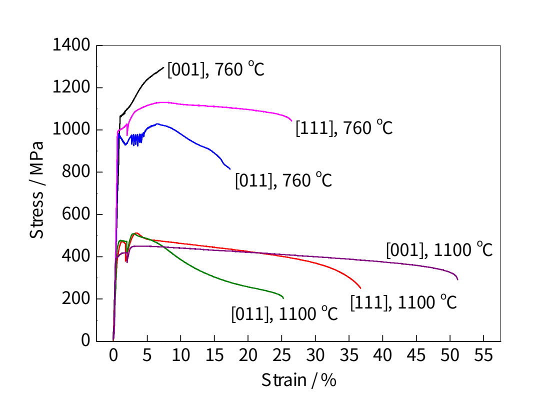


图 3　[001], [011]和[111]取向 DD9 合金在不同温度下的典型应力-应变曲线

Fig.3　Typical stress- strain curves of DD9 alloy with [001], [011] and [111] orientations at 760 and 1100 ℃

图 4 示出的是[001], [011]和[111]取向 DD9 合金

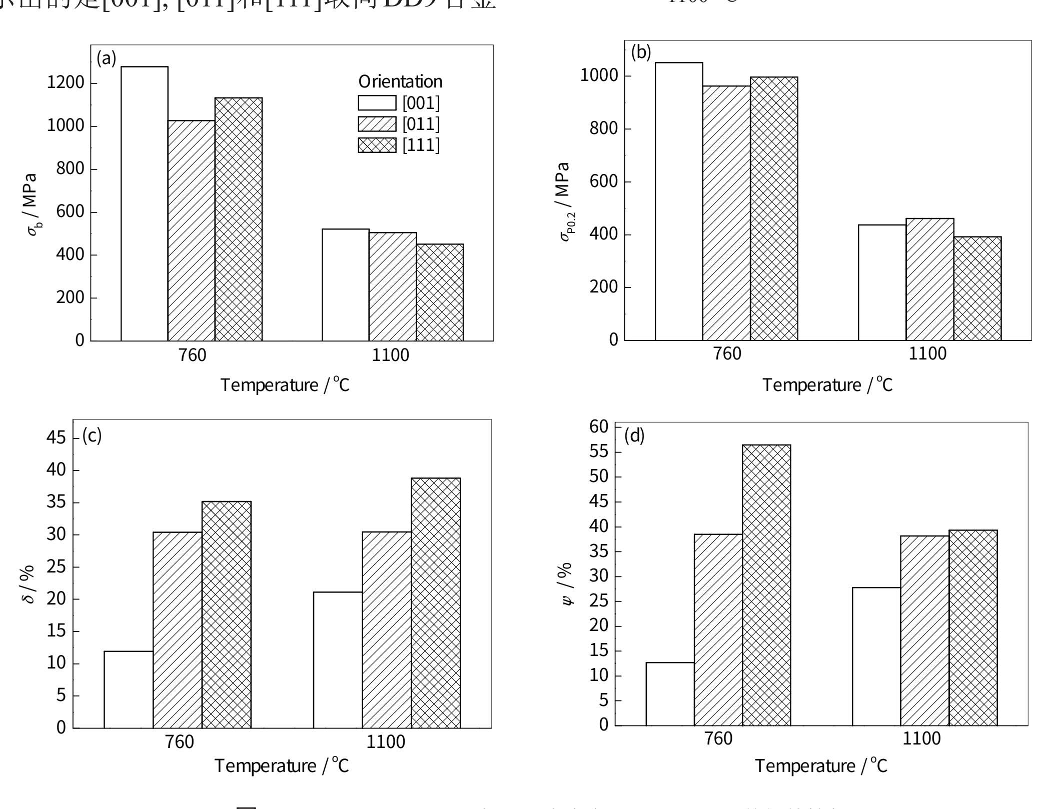
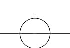


图 4　[001], [011]和[111]取向 DD9 合金在 760 和 1100 ℃的拉伸性能

Fig.4　Tensile properties of DD9 alloy with [001], [011] and [111] orientations at 760 and 1100 ℃

(a) ultimate tensile strength (σ_b)　(b) yield strength ($\sigma_{P0.2}$)　(c) elongation (δ)　(d) reduction of area (ψ)



的拉伸性能. 图4a和b为3种取向合金在760和1100 ℃的抗拉强度与屈服强度. 可以看出, 随着温度的升高, 合金的抗拉强度与屈服强度降低; 除1100 ℃下[001]取向屈服强度略低于[011]取向, [001]取向DD9合金抗拉强度与屈服强度分别高于[011]和[111]取向合金的强度; 760 ℃时[111]取向拉伸性能较[011]取向好, 但在1100 ℃拉伸时[011]取向的拉伸性能优于[111]取向拉伸性能; 随温度升高, 合金抗拉强度与屈服强度各向异性减弱. Dalal等[8]的研究结果表明, 单晶高温合金在室温下存在抗拉强度与屈服强度各向异性, 但1093 ℃下拉伸各向异性消失, 本工作取得的结果与其类似. 图4c和d为3种取向合金在760和1100 ℃的延伸率与断面收缩率, DD9合金延伸率与断面收缩率变化趋势一致, 即[001]取向最低, [011]取向次之, [111]取向最高; 与其它单晶高温合金一样, 760 ℃拉伸时, [001]取向DD9合金的延伸率与断面收缩率较低; 1100 ℃拉伸合金的延伸率与断面收缩率显著提高; [011]与[111]取向延伸率与断面收缩率随温度升高变化不大.

2.3 [001], [011]和[111]取向DD9合金断口形貌

[001], [011]和[111]取向DD9合金760 ℃拉伸断口及纵向形貌如图5所示. 由图5a1和b1可以看出, [001]与[011]取向试样断口呈椭圆形, 表面存在河流花样; 从纵向看(图5a2和b2), 断口呈现一个楔形的大平面, 断裂面的法线方向与应力方向大约成50°~60°的夹角, 所不同的是[011]取向试样发生了较大颈缩现象. 这是由于[011]取向只有4个等价

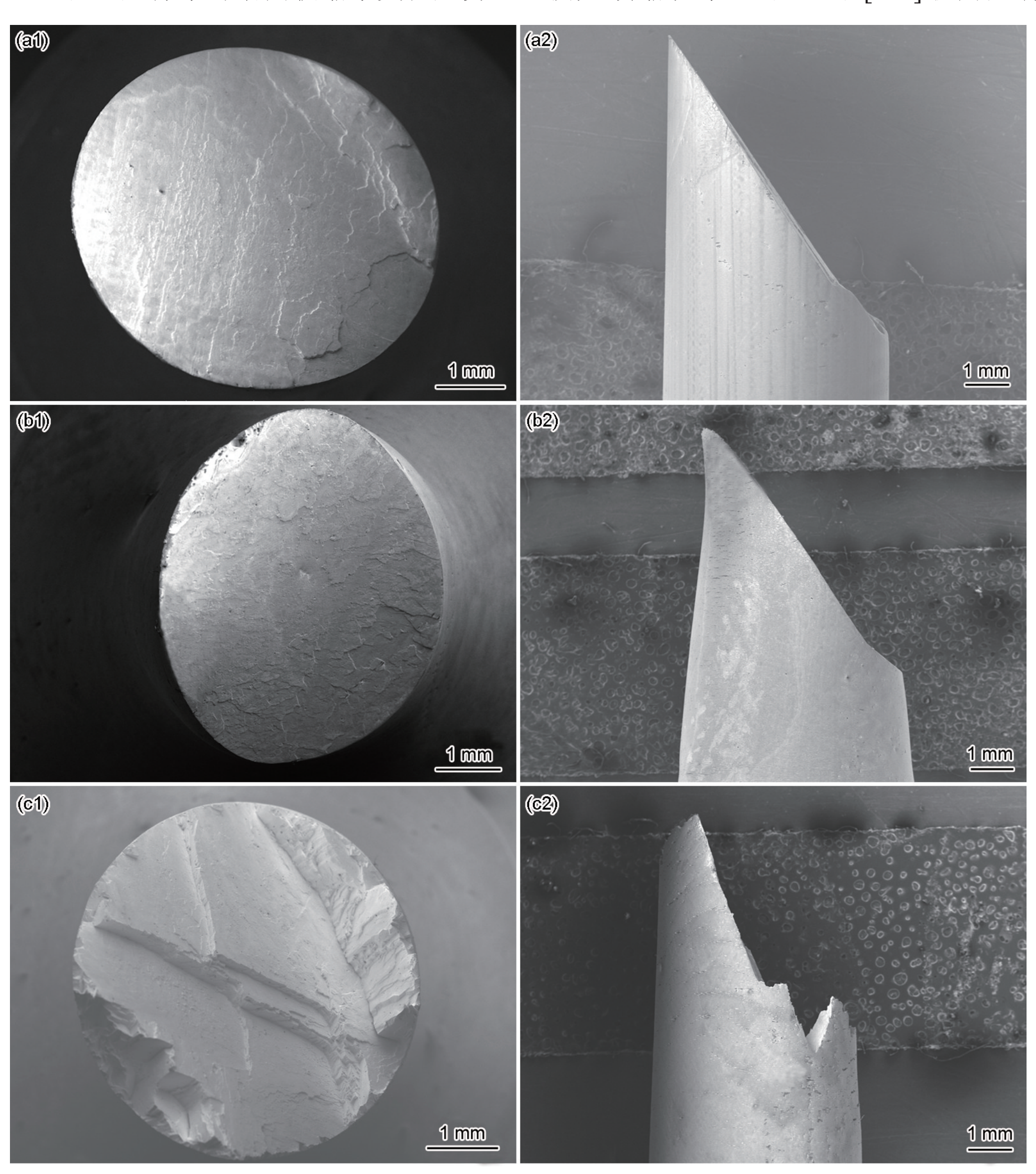


图5 [001], [011]和[111]取向DD9合金760 ℃拉伸断口及纵向形貌

Fig.5 Tensile fracture surfaces (a1, b1, c1) and longitudinal morphologies (a2, b2, c2) of DD9 alloy with [001] (a1, a2), [011] (b1, b2) and [111] (c1, c2) orientations at 760 ℃

{111}<110>滑移系, 因此[011]取向试样独立滑移系最少, 其变形阻力及变形协调能力较低, 迫使晶体发生了转动, 断裂后试样发生较大的变形. 而由图5c1和c2可以看出, 尽管在760 ℃下[111]取向试样断口整体上也呈现楔形, 但断口由几个呈一定角度的滑移面组成, 说明在变形过程中至少有2个以上的滑移系主导. 综合上述, 可以认为DD9合金在760 ℃下3种取向断口均呈现类解理断裂特征.

图6为[001], [011]和[111]取向DD9合金1100 ℃拉伸断口及纵向形貌. 由图可以看出, 3个取向试样宏观断口明显为杯锥状, 试样有明显的颈缩和韧窝特征, 韧窝通过撕裂棱相连或者韧窝间相遇形成二次裂纹, 这与DD6合金断口形貌类似[11]. 与[001]和[111]取向相比, 由于[011]取向有效滑移系少, 变形阻力小, 协调能力差, 断口形状发生了严重的椭圆化. 在SRR9单晶合金拉伸或蠕变过程[011]取向试样断口形貌也发生了明显的椭圆化, 这一现象可能与在变形过程中发生了晶格转动有关[14,15].

2.4 [001], [011]和[111]取向DD9合金位错形貌

分别对[001], [011]和[111]取向DD9合金在760与1100 ℃拉伸的位错结构进行了研究, 图7为[001], [011]和[111]位错的TEM像. 由图7a, c和e可以看出, 3种取向DD9合金拉伸试样在760 ℃拉伸基体通道内的位错密度较高, 而[001]取向在γ'相内出现了层错, 这与其它单晶高温合金位错形貌[16,17]类似, 而[011]与[111]取向γ'相内未发现层错; 1100 ℃拉伸时, [001]与[111]取向在基体通道内和γ'相内累积了大量浓密的位错网, 这是因为随着温度升高, 拉伸

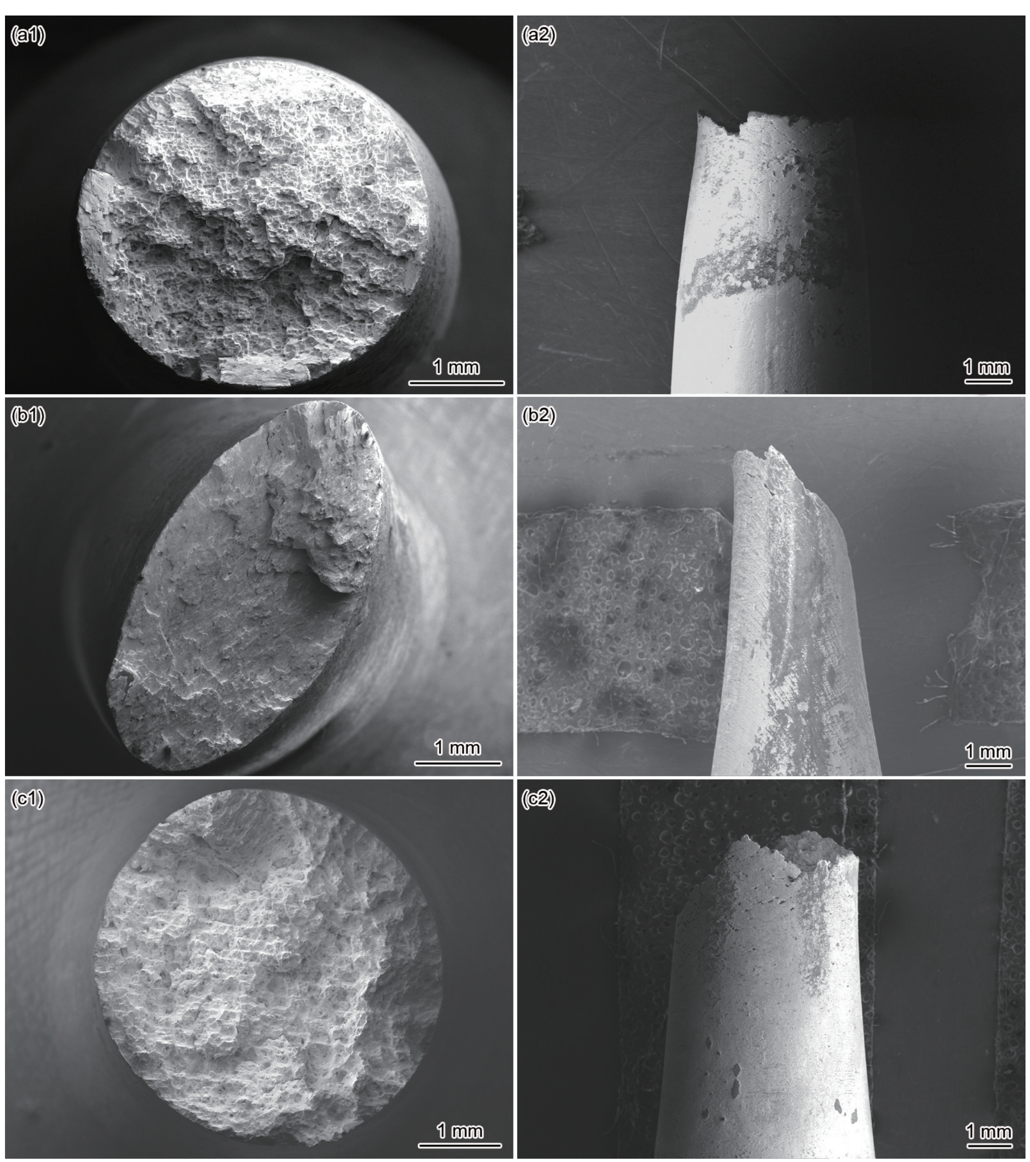


图6 [001], [011]和[111]取向DD9合金1100 ℃拉伸断口及纵向形貌

Fig.6 Tensile fracture surfaces (a1, b1, c1) and longitudinal morphologies (a2, b2, c2) of DD9 alloy with [001] (a1, a2), [011] (b1, b2) and [111] (c1, c2) orientations at 1100 ℃

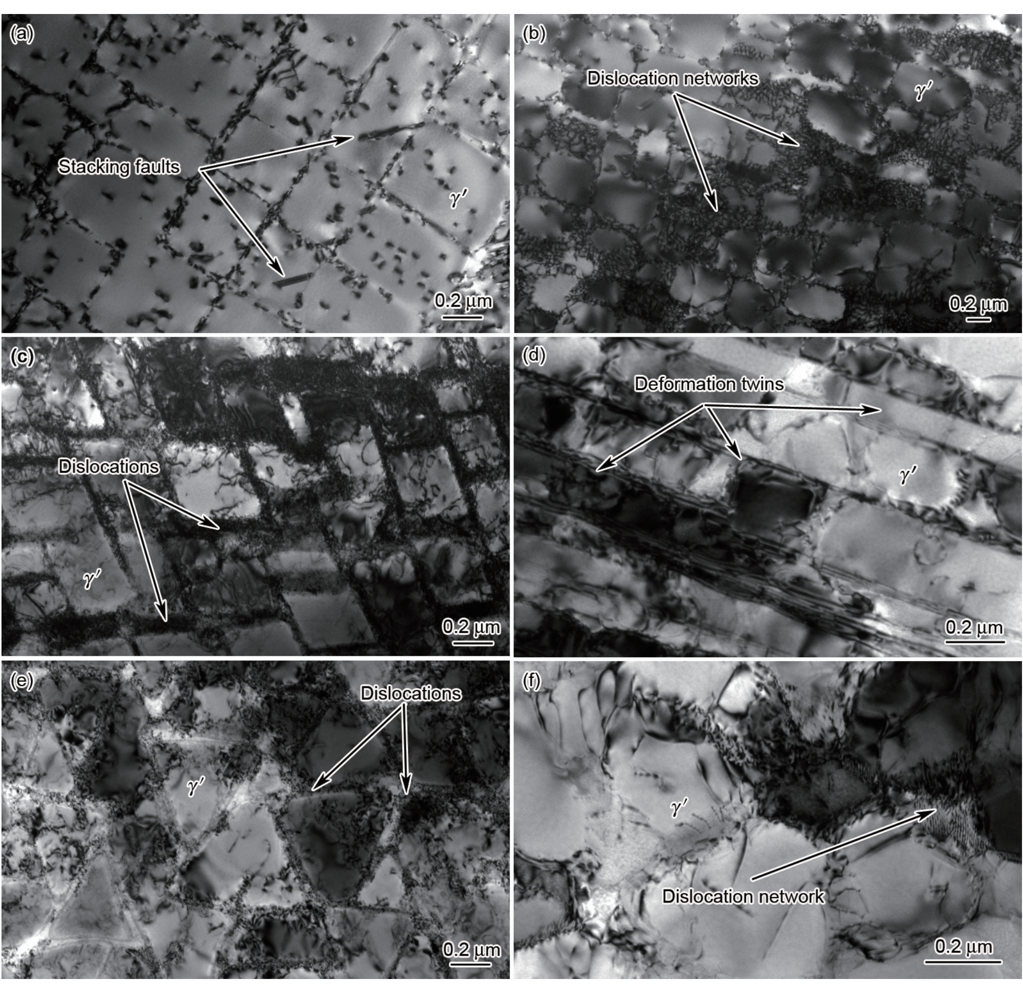


图7 [001], [011]和[111]取向DD9合金拉伸断口附近位错的TEM像

Fig.7 TEM images of dislocation structures on tensile fracture surface of DD9 alloy with [001] (a, b), [011] (c, d) and [111] (e, f) orientations at 760 ℃ (a, c, e) and 1100 ℃ (b, d, f)

变形开启了多个滑移系(图7b和f), [011]取向1100 ℃拉伸试样TEM像中出现了大量类似孪晶的条带, 分析表明该组织是变形中形成的孪晶带[9,15,18]. fcc结构金属中独立滑移系较多, 通常不产生孪晶, 但[011]取向启动的滑移系少, 因此孪晶成为一种必要的辅助变形机制.

3 分析讨论

3.1 不同取向对DD9合金组织的影响

[001], [011]和[111]取向DD9合金试样的枝晶组织观察表明, 当热流方向与[001]取向平行时, 沿[001]取向形成平行排列的一次枝晶, 枝晶组织排列规则, 二次枝晶臂较短且端部粗大; 由于二次枝晶臂与凝固方向垂直, 凝固潜热散失缓慢, 且受到枝晶间的高溶质浓度的影响. 当热流方向与[011]取向平行时, [001]和[010]取向上的枝晶与凝固方向的夹角均为45°, 具有相同的温度梯度优势, 从而[001]和[010]均能生长成枝晶干. 当上述两者在凝固过程中相遇时, 生长稍快的一方排出的溶质一部分排向了生长稍慢一方的凝固前沿, 导致后者生长受阻而被湮没[19], 因此枝晶干呈现相互交截的形态. 当热流方向与[111]取向平行时, 从截面上看不到对称的二次枝晶, 这是因为3个〈001〉取向上的枝晶与凝固方向的夹角相同, 3个方向均可生长为一次枝晶, 从而具有相同的生长优势; 因此在3个{100}晶面内形成了沿晶面发展的枝晶干网络, 使得沿[111]取向凝固的单晶中形成了六面体形的"笼状"枝晶结构[20]. 综上所述, 与[001]等价的枝晶生长方向数量不同造成了[001], [011]和[111]取向单晶枝晶形貌的差异.

经过标准热处理后, [001], [011]和[111]取向γ′相都应呈规则的立方化, 之所以呈现出不同的截面形貌, 与截面的取向相关. 图8为[001], [011]和[111]取向DD9合金沿晶体生长方向垂直截面截取γ′相示意图, [001]取向试样横截面为(001)面, [011]取向试样横截面为(011)面, [111]取向试样横截面为(111)面, 从而展示出如图2所示的形貌.

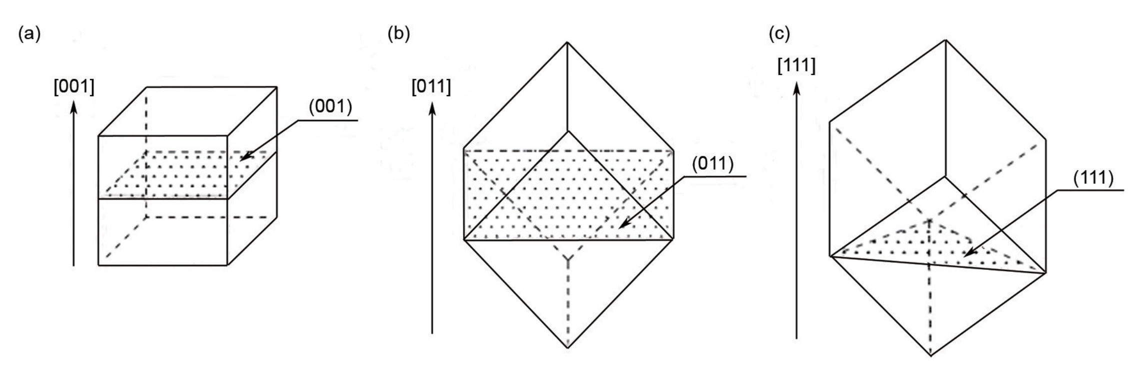


图8 [001], [011]和[111]取向DD9合金γ'相形貌示意图

Fig.8 Schematics of γ' phase of DD9 alloy with [001] (a), [011] (b) and [111] (c) orientations

3.2 不同取向对DD9合金拉伸性能的影响

随温度升高, DD9合金抗拉强度与屈服强度下降, 塑性上升. 760 ℃条件下, 合金中原子扩散较弱, 位错运动以切割γ'相为主, 位错运动阻力较大, 合金形变强化能力强, 开动滑移系少, 宏观断口上表现为类解理断裂, 合金拉伸强度高、塑性低; 1100 ℃条件下, 原子扩散能力增强, 位错运动以绕过γ'相为主, 位错运动阻力小, 由于热激活作用加强, 开动滑移增多, 宏观断口上表现为韧窝断裂, 合金拉伸强度降低, 塑性增加.

[001]取向DD9合金试样在拉伸时, 具有相同Schmid因子的八面体滑移系有8个, 试样容易通过多滑移的方式进行变形, 因此具有较高的抗变形能力, 从而表现出了较高的抗拉强度与屈服强度. [011]取向的试样在拉伸时, 具有相同Schmid因子的八面体滑移系虽然也有4个, 但是处在两个相互共轭的滑移面上, 由于初始滑移系的滑移面和滑移方向与拉伸方向的夹角分别为54.7°和60°, 均大于45°, 初始滑移系启动产生的晶格扭转将使得初始滑移系出现几何软化[21], 而共轭滑移系却被几何硬化, 从而表现出了较低的抗拉强度. [111]取向DD9合金为立方滑移的特征[7], 因此该取向的屈服强度取决于立方滑移系的临界分切应力; 然而, 立方滑移具有变形分布均匀的特征, 这种均匀滑移使得该取向的试样表现出了高的伸长率.

上述拉伸实验表明, 760 ℃拉伸性能有很强的各向异性, 而1100 ℃拉伸性能各向异性减弱. 随温度升高, 热激活作用增强, 开动的滑移系增加, 各向异性减弱. 此外, 图3中760 ℃下[011]取向的拉伸曲线出现锯齿形阶段, 这与孪生变形机制的启动有关. 一般来说, 变形孪晶的萌生需要较大的应力, 即孪生所需的临界切应力要比滑移的大得多, 但由于[011]取向在低温下开动的滑移系少、对称性低, 滑移困难, 因此当应力累积到一定程度形变孪晶形核, 因为形核所需应力高于扩展所需应力, 故当孪晶出现时就伴随载荷突然下降的现象, 在变形过程中孪晶不断地形成, 这就导致了锯齿形的拉伸曲线. 孪生造成了晶体取向转动, 使某些滑移系处于有利的位向, 于是又开始了滑移变形, 即在拉伸曲线上锯齿形后出现了光滑曲线.

4 结论

(1) 在垂直于晶体生长方向的截面上, [001], [011]和[111]取向DD9合金铸态枝晶形貌不同, [001]取向呈树枝晶状, [011]取向枝晶沿直线排列, [111]取向枝晶呈不规则形状. 与[001]等价的枝晶生长方向数量不同造成了[001], [011]和[111]取向单晶枝晶形貌的差异.

(2) [001], [011]和[111]取向DD9合金热处理态γ'相呈立方状, 在垂直于晶体生长方向截面上观察, [001]取向γ'相为正方形, [011]取向γ'相为矩形, [111]取向γ'相为多边形.

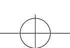
(3) 随着温度升高, 合金的抗拉强度与屈服强度降低, 各向异性减弱; 除1100 ℃条件下[001]取向屈服强度略低于[011]取向以外, [001]取向DD9合金抗拉强度与屈服强度分别高于[011]和[111]取向合金的强度.

(4) 760 ℃拉伸时, [001], [011]和[111]取向DD9合金拉伸断口呈类解理特征, 而1100 ℃拉伸时断口为韧窝断裂特征; [011]取向有效滑移系少, 协调能力差, 发生了明显的晶格转动.

(5) 760 ℃拉伸时, [001], [011]和[111]取向DD9拉伸试样在基体通道内位错密度较高, [001]取向在γ'内出现了层错; 1100 ℃拉伸时, 开启了多个滑移系, [001]与[111]取向在基体通道内和γ'相内累积了大量的位错网, [011]取向出现了大量的形变孪晶条带.

参考文献

[1] Sato A, Harada H. *Scr Mater*, 2006; 54: 1679



[2] Cetel A D, Duhl D N. In: Recichman S, Duhl D N, Maurer G, Antolovich S, Lund C eds., *Superalloys 1988*, Seven Springs, PA: TMS, 1988: 235

[3] Harris K, Erickson G L, Sikkenga S L, Brentnall W D, Aurrecoechea J M, Kubarych K G. In: Antolovich S D, Stusrud R W, MacKay R A, Anton D L, Khan T, Kissinger R D, Klarstrom D L eds., *Superalloys 1992*, Pennsylvania, PA: TMS, 1992: 567

[4] Ross E W, O'hara K S. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Cetel A D, Nathal M V, Pollock T M, Woodford D A eds., *Superalloys 1996*, Seven Springs, PA: TMS, 1996: 19

[5] Walston W S, O'hara K S, Ross E W, Pollock T M, Murphy W H. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Cetel A D, Nathal M V, Pollock T M, Woodford D A eds., *Superalloys 1996*, Seven Springs, PA: TMS, 1996: 27

[6] Seth B B. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, McLean M, Olson S, Schirra J J eds., *Superalloys 2000*, Seven Springs, PA: TMS, 2000: 3

[7] Shah D M, Duhl D N. In: Gell M, Kortovich C S, Bricknell R H eds., *Superalloys 1984*, Seven Springs, PA: TMS, 1984: 105

[8] Dalal R P, Thomasc R, Dardi L E. In: Gell M, Kortovich C S, Bricknell R H eds., *Superalloys 1984*, Seven Springs, PA: TMS, 1984: 185

[9] Liu J L, Jin T, Zhang J H, Hu Z Q. *Acta Metall Sin,* 2001; 37: 1233
(刘金来, 金 涛, 张静华, 胡壮麒. 金属学报, 2001; 37: 1233)

[10] MacKay R A, Maier R D. *Metall Mater Trans*, 1982; 13A: 1747

[11] Li J R, Shi Z X, Yuan H L, Liu S Z, Zhao J Q, Han M, Liu W W. *J Mater Eng*, 2008; (12): 6
(李嘉荣, 史振学, 袁海龙, 刘世忠, 赵金乾, 韩 梅, 刘维维. 材料工程, 2008; (12): 6)

[12] Li J R, Liu S Z, Shi Z X, Luo Y S, Wang X G. *J Iron Steel Res*, 2011; 23(suppl 2): 337
(李嘉荣, 刘世忠, 史振学, 骆宇时, 王效光. 钢铁研究学报, 2011; 23(增刊2): 337)

[13] Miner R V, Voigt R C, Gayda J, Gabb T P. *Metall Mater Trans*, 1986; 17A: 491

[14] Wang L N, Liu Y, Yu J J, Xu Y, Sun X F, Guan H R, Hu Z Q. *Mater Sci Eng*, 2009; A505: 144

[15] Ardakani M G, McLean M, Shollock B A. *Acta Mater*, 1999; 47: 2593

[16] Milligan W W, Antolovich S D. *Metall Mater Trans*, 1991; 22A: 2309

[17] Shi Z X, Li J R, Liu S Z, Zhao J Q. *J Iron Steel Res Int*, 2011; 18: 66

[18] Kakehi K. *Metall Mater Trans*, 1999; 30A: 1249

[19] Hu H Q. *Fundamentals of Metal Solidification*. 2nd Ed., Beijing: China Machine Press, 2000: 142
(胡汉起. 金属凝固原理. 第2版, 北京: 机械工业出版社, 2000: 142)

[20] Zhang L F, Yan P, Zhao J C, Zeng Q, Han F K. *J Mater Eng*, 2011; (6): 67
(张龙飞, 燕 平, 赵京晨, 曾 强, 韩凤奎. 材料工程, 2011; (6): 67)

[21] Feng D. *Physics of Metals*. Beijing: Science Press, 1999: 326
(冯 端. 金属物理学. 北京: 科学出版社, 1999: 326)

(责任编辑:毕淑娟)

